اثر فشار فشردن بر چگالش ذرات در تف‌جوشی فراجامد پودر پیش‌آلیاژی Cu-28Zn*[1]

سمیه قاسمی[(۱)] مازیار آزادبه[(۲)] احد محمدزاده[(۳)]

(یادداشت پژوهشی)

چکیده

هدف از این پژوهش بررسی تاثیر فشار فشردن بر چگالش و رفتار تف‌جوشی آلیاژ برنجی Cu-28Zn می‌باشد. بدین منظور نمونه‌هایی در فشار ۱۰۰، ۲۰۰، ۳۰۰، ٤٠٠، ۵۰۰ و ٦٠٠ مگاپاسکال ساخته و در دمای ۸۷۰ و ۸۹۰ درجه سانتیگراد و زمان ۳۰ دقیقه تف‌جوشی شدند. بررسی نتایج حاصل از آزمون‌هایی نظیر چگالی‌سنجی، میکروسختی و مطالعات ریزساختاری در دمای ۸۷۰ درجه سانتیگراد نشان‌دهنده‌ی چگالش بیشتر در نمونه‌هایی با فشار ۳۰۰ مگاپاسکال می‌باشد که با افزایش دما به فشارهای پایین‌تر منتقل می‌شود. همچنین تحولات ریزساختاری نشان‌دهنده وقوع خردایش و آرایش مجدد سریع‌تر ذرات در نمونه‌های فشارهای پایین‌تر می‌باشد.

واژه‌های کلیدی برنج تف‌جوشی شده، فشار فشردن، خردایش، آرایش مجدد و چگالش

Compacting Pressure Effect on Densification in Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Brass Powder

S. Ghasemi M .Azadbeh A .Mohammdzadeh

Abstract

The present study was aimed to evaluate the effect of compacting pressure on the densification and sintering behavior of Cu-28Zn prealloyed powder. For this purpose, samples were compacted at pressures of 100, 200, 300, 400, 500 and 600 MPa and then were sintered at 870 and 890 °C for 30 minutes. According to the obtained results from tests such as densification, hardness and microstructure studies, it was specified that the maximum densification at 870 °C occurred at 300 MPa. With increasing of sintering temperature, the maximum densification shifted to lower pressures. Also the microstructural changes represent the occurring fragmentation and rearrangement of particles is faster in the samples compacted at lower pressures.

Keywords Sintered brass, Compacting pressure, Fragmentation, Rearrangement, Densification

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۵/۷/۱۹ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٦/۱/۲۳ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

(۲) نویسندهٔ مسئول، دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

(۳) دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اهر، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، اهر.

Email: azadbeh@sut.ac.ir

DOI: 10.22067/ma.v30i2.59477

مقدمه

فشردن پودر برای حصول چگالی خام بیشینه یکی از روش‌های افزایش چگالش و بهبود خواص در متالورژی پودر می‌باشد. با افزایش فشار فشردن تعداد نقاط تماس در ذرات پودر افزایش یافته و تغییر شکل و بازآرایی مجدد ذرات سبب افزایش چگالی می‌شود. اما در مواردی فشار فشردن تاثیر معکوسی بر چگالش می‌گذارد. چگالی خام بالا ریزساختار را قفل و از آرایش مجدد جلوگیری می‌کند [1].

تف‌جوشی فاز مایع فراجامد (Supersolidus Liquid Phase Sintering (SLPS)) روشی برای ساخت قطعات برنجی تهیه شده از پودرهای از پیش‌آلیاژی می‌باشد که در محدوده‌ی دمایی بین خطوط سالیدوس و لیکدوییدوس صورت می‌گیرد [2,3]. در این نوع تف‌جوشی وقتی قطعه بالاتر از سالیدوس حرارت داده می‌شود فاز مایعی در مناطق گلویی بین ذرات، مرزدانه‌ها و داخل دانه‌های پودر بوجود می‌آید [4].

جرمن و همکارانش [5] در تحقیقات خود نشان دادند که در تف‌جوشی فاز مایع فراجامد دو نیروی موئینگی و نیروی جاذبه زمین نقش اساسی دارند. در یک حد معینی از فاز مایع چگالش در اثر نیروی مویینگی اتفاق می‌افتد ولی با افزایش بیش از حد فاز مایع نیروی جاذبه زمین به نیروی مویینگی غلبه کرده و باعث بروز تغییر شکل در نمونه تف‌جوشی شده می‌شود. نحوه تاثیر این نیروها به دمای تف‌جوشی و میزان فاز مایع تشکیل شده بستگی دارد.

فرآیند تف‌جوشی فاز مایع فراجامد با موفقیت برای تف‌جوشی آلیاژهای برنجی بکار گرفته شده است. خواص فیزیکی و مکانیکی این آلیاژها به شدت تحت تاثیر پارامترهای مختلف ساخت و تولید می‌باشد. مطالعات اخیر که بر روی آلیاژهای برنجی تکفاز آلفا انجام شده است، نشان داده‌اند که تغییرات متغیرهای تف‌جوشی تاثیرات بالقوه‌ای روی چگالش و به تبع آن خواص و ریزساختار دارند. طبق نتایج محمدزاده و همکاران [6,7] که سازوکار تف‌جوشی فاز مایع فراجامد را در مورد آلیاژ Cu-20Zn بررسی کردند مشاهده شده است که چگالش و تحولات ریزساختاری حساسیت بسیار بالایی به تغییرات دمای تف‌جوشی دارند، بطوریکه با تف‌جوشی در دماهای پایین‌تر به دلیل تشکیل کمتر فاز مایع چگالش بطور کامل انجام نمی‌شود و با تف‌جوشی در دماهای بالاتر به دلیل تشکیل بیش از حد فاز مایع پدیده درشت شدن دانه‌ها و حفرات باعث به تاخیر افتادن چگالش و عدم حصول خواص مطلوب می‌شود [8]. بنابراین انتخاب دمای مناسب برای حصول چگالش بیشینه یکی از ملزومات فرآیند تف‌جوشی فاز مایع فراجامد در آلیاژ Cu-20Zn می‌باشد.

در مطالعه دیگری که توسط آزادبه و همکاران [9] بر روی آلیاژهای Cu-20Zn و Cu-10Sn-10Pb انجام شده است، بروز گرادیان ریزساختاری در دماهای تف‌جوشی نسبتاً بالا (که در نتیجه تشکیل فاز مایع زیاد و تاثیر نیروی جاذبه بر ته‌نشینی آن ایجاد می‌شود) علت اصلی کاهش خواص و اجتناب از تف‌جوشی در دماهای بالاتر عنوان شده است. علاوه بر آلیاژ Cu-20Zn مطالعاتی نیز بر روی آلیاژ Cu-28Zn نیز انجام شده است. طبق نتایج [10,11]محدوده دمایی مناسب برای تف‌جوشی فراجامد آلیاژهای برنجی حاوی ۲۸ درصد روی بازه ۸۶۰ – ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد پیشنهاد شده که نتایج با استفاده از آنالیز حرارتی تفاضلی روبشی (DSC) تایید شده است.

زمان‌های طولانی و دماهای بالای تف‌جوشی موجب تشدید تبخیر روی و افزایش شکل‌گیری حفرات ثانویه می‌شود [12] که در مراحل بعدی حفرات ثانویه با حفرات اولیه باقی مانده به همدیگر متصل شده و حفرات بزرگ کروی تولید می‌کند که توسط دانه‌های آونگی تطابق یافته (pendular grains accommodated) احاطه می‌شوند[13].

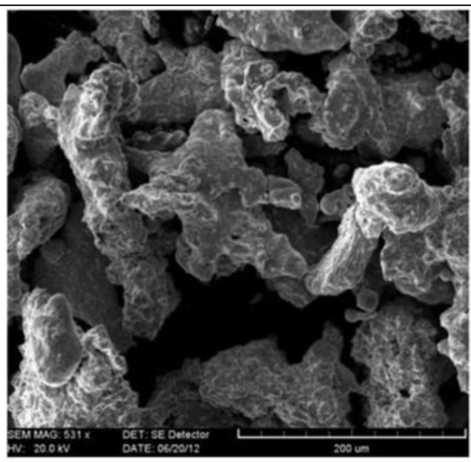
با توجه به کارهایی که بر روی آلیاژ Cu-28Zn انجام شده است، بررسی نحوه تاثیر تغییرات چگالی خام که با تغییرات فشار فشردن ارتباط مستقیم دارد به نظر می‌رسد که دارای اهمیت زیادی باشد. به همین منظور در این تحقیق نحوه تاثیر تغییرات چگالی خام بر تغییر آرایش مجدد ذرات

بررسی شده است.

مواد و روش انجام آزمایشات

پودر از پیش‌آلیاژی برنج با ترکیب Cu-28Zn تولید شده به روش اتمیزاسیون آبی از شرکت متالورژی پودر تبریز تهیه شد. برای تعیین دقیق ترکیب، پودر مصرفی تحت آنالیز فلورسان اشعه ایکس قرار گرفت که نتایج آنالیز شیمیایی و خواص پودر مصرفی در جدول (۱) آورده شده است. سپس آزمون الک مطابق با استاندارد ASTM E11 انجام گردید و پودرهایی با حداکثر اندازه زیر ۱۸۰ میکرون جداسازی شده و از این پودر برای ساخت نمونه‌ها استفاده گردید. سپس ۰/۷۵ درصد وزنی استئارات لیتیم بعنوان روانساز به پودر برنج الک شده اضافه شده و در همزن آزمایشگاهی V شکل با سرعت ٦٥ دور بر دقیقه به مدت ۳۰ دقیقه مخلوط گردید. مخلوط همگن حاصل بعنوان پودر اولیه مصرفی برای ساخت کلیه نمونه‌ها مورد استفاده قرار گرفت. جهت ساخت نمونه‌ها از قالب فلزی استوانه‌ای از جنس فولاد زنگ نزن با قطر ۱۰ میلی‌متر و ارتفاع ۱۵ میلی‌متر و دستگاه پرس هیدرولیکی تک محوره مدل STA –10ton استفاده شد. نمونه‌هایی با وزن اولیه ۷ گرم با فشار فشردن ۱۰۰، ۲۰۰، ۳۰۰، ٤۰۰، ۵۰۰ و ٦۰۰ مگاپاسکالی ساخته شدند. تصویر قالب و شماتیک نحوه فشردن نمونه‌های آزمایشی در اشکال (۱) و (۲) آورده شده است. چگالی خام نمونه‌ها با اندازه‌گیری وزن و ابعاد نمونه‌های خام به روش هندسی بدست آمد. به منظور تف‌جوشی، نمونه‌ها در یک بوته فولادی قرار گرفته و برای جلوگیری از چسبیدن نمونه‌ها به بوته فولادی، کف بوته با پودر آلومینا پوشیده شد. نمونه‌ها در کوره تیوبی مدل TFS/25-1250 که شامل سه منطقه دمایی و اتمسفر کنترل شده نیتروژن بود، تف‌جوشی شدند. برای خروج روانساز از نمونه‌ها بوته حاوی نمونه‌ها ابتدا در منطقه پیش تف‌جوشی کوره در دمای ٥٤۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه قرار گرفت. سپس با در نظر گرفتن محدوده دمایی تف‌جوشی طبق نتایج آنالیز حرارتی در ۸۷۰ و ۸۹۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه تف‌جوشی شدند. پس از اتمام فرآیند تف‌جوشی، نمونه‌ها به منطقه سرمایش کوره منتقل شدند و در این منطقه تا رسیدن به دمای محیط باقی ماندند. در کلیه مراحل گاز نیتروژن (با خلوص ٪۹۹) با دبی ۲ لیتر بر دقیقه در کوره جاری بوده تا از اکسید شدن نمونه‌ها جلوگیری شود. پس از خروج نمونه‌ها از کوره چگالی آنها با استفاده از روش ارشمیدس مطابق استاندارد DIN ISO 3369 محاسبه گردید.

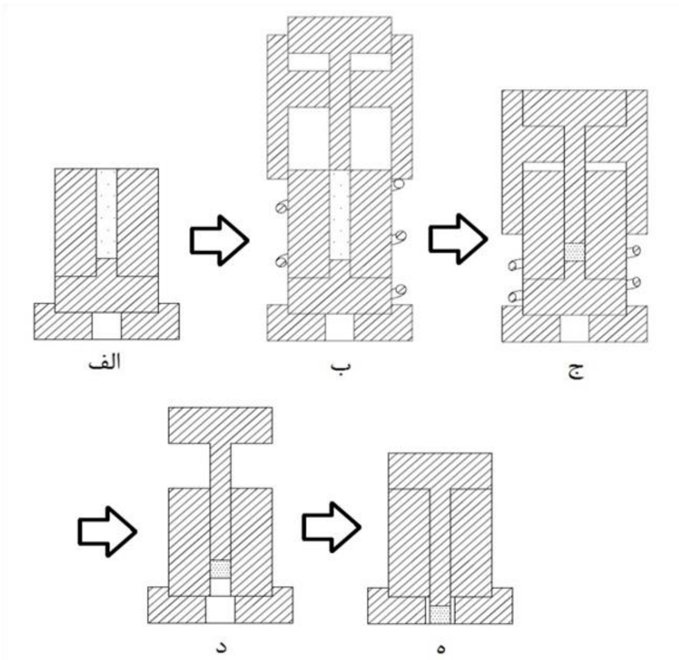
جدول ۱ مورفولوژی و مشخصات پودر برنج مصرفی



خواص پودر	
چگالی ظاهری (g/cm^3)	۳/۲
سیالیت (sec/50g)	۲۱
شکل ذرات	نامنظم
ترکیب شیمیایی (wt. %)	
Cu	باقی مانده
Zn	۲۸/٦
Al	۰/١٤
Fe	۰/۰۸٥
S	۰/۰٦۲



شکل ۱ قالب و اجزاء آن



شکل ۲ طرحواره‌ای از نحوه فشردن پودر. (الف) پر کردن قالب توسط پودر، (ب) قرار دادن بترتیب فنر، قطعه راهنما و متحرک بر روی قالب، (ج) اعمال نیروی پرس، (د) حذف نیرو و جدا کردن قطعات فنر، قطعه راهنما و سنبه ثابت و (ه) قرار دادن قالب تحت نیروی پرس و نهایتا خروج قطعه خام

پارامتر چگالش ψ و درصد تخلخل و درصد تغییرات حجم نیز جهت بررسی مقایسه‌ای مطابق روابط (۱) و (۲) و (۳) محاسبه شدند [14]:

$$\psi = \frac{\rho_{Sinter} - \rho_{Green}}{\rho_{Theory} - \rho_{Green}} \times 100 \quad (۱)$$

$$\% \text{ porosity} = \left(1 - \frac{\rho_{Sinter}}{\rho_{Theory}}\right) \times 100 \quad (۲)$$

$$\% \text{ V} = \frac{V_{Sinter} - V_{Green}}{V_{Green}} \times 100 \quad (۳)$$

در رابطه فوق ρ_{Sinter} چگالی تف‌جوشی، ρ_{Green} چگالی خام و ρ_{Theory} چگالی تئوری است که هر سه برحسب گرم بر سانتی‌متر مکعب بوده و چگالی تئوری نیز از رابطه (٤) محاسبه می‌شود.

$$\frac{1}{\rho_t} = \sum_{i=1}^{N} \frac{w_i}{\rho_i} \quad (٤)$$

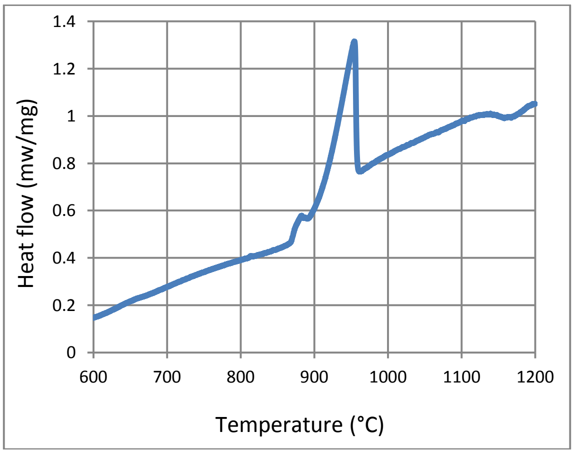
در این رابطه N تعداد عناصر موجود در ترکیب پودر از پیش-آلیاژی، w_i کسر وزنی عناصر و ρ_i دانسیته تئوری عناصر است. برای تایید صحت جواب‌ها و تکرار پذیر بودن آزمایشات از ۳ نمونه برای هر آزمایش استفاده گردید.

نمونه‌های استوانه‌ای بصورت موازی در جهت فشرده شدن برش داده شدند. نمونه‌های متالوگرافی بعد از پولیش با محلول (۵ گرم $FeCl_3$، ۹۵ میلی‌لیتر اتانول) به مدت ۲۰-۴۰ ثانیه اچ شدند. نمونه‌های ۱۰۰ مگاپاسکال بدلیل تخلخل زیاد و نفوذ اسید به داخل آن‌ها سریعتر اچ شده و حساس‌تر هستند؛ با متراکم‌تر شدن نمونه‌ها زمان اچ طولانی‌تر می‌شود. در نهایت بررسی‌های ریزساختاری از قطعات اچ شده با میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG3 انجام شد. برای بررسی فازهای موجود در نمونه‌ها آزمون پراش‌سنجی اشعهٔ X توسط دستگاه XRD مدل Brucker – D8 Advance™ نیز انجام شد و زاویه اسکن $2\theta = 10-120°$ انتخاب گردید. در این پژوهش به منظور تعیین میکروسختی نمونه‌ها، از سختی‌سنجی ویکرز مدل MDPEL-M400GL با بار ۰/۰۱۰ کیلوگرم- نیرو استفاده گردید. در این آزمون برای هر شرایط آزمایشی یک نمونه انتخاب شد و بعد از پولیش و آماده سازی از ۹ نقطه سختی گرفته شد. لازم به ذکر است که از هر قسمت نمونه یعنی بالا، وسط و پایین نمونه سه نقطه انتخاب شد و سپس از اعداد به دست آمده میانگین گرفته شد.

نتایج و بحث

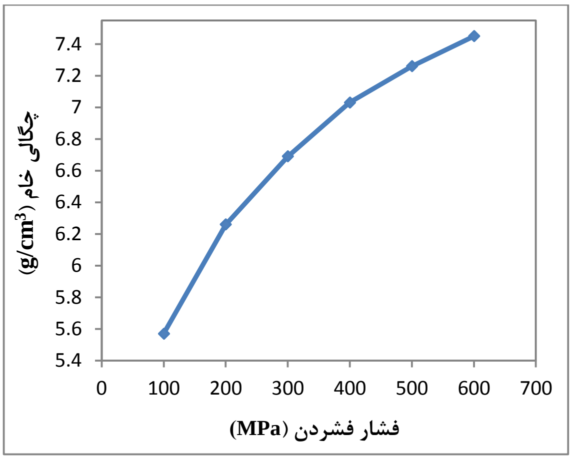
با توجه به ریخت‌شناسی پودر مصرفی در جدول (۱) مشاهده می‌شود که پودر دارای شکل نامنظم است.

از آنجا که تولید پودر پیش‌آلیاژی در فرآیند اتمیزاسیون آبی تحت شرایط تعادلی نمی‌باشد، فاز مایع در طی فرآیند تف‌جوشی در دماهایی پایین‌تر از آنچه نمودار تعادلی پیش-بینی می‌کند، تشکیل می‌شود. بنابراین برای تعیین پنجره دمایی تف‌جوشی فراجامد این آلیاژ آنالیز کالوریمتری روبشی تفاضلی انجام شد. شکل (۳) نشان می‌دهد که دمای سالیدوس پودر تقریبا ۸۶۰ درجه سانتی‌گراد است. بنابراین محدوده‌ی دمایی مناسب برای تف‌جوشی ۸۶۰ - ۹۰۰ می-باشد که به همین دلیل دماهای ۸۷۰ و ۸۹۰ درجه سانتیگراد برای تف‌جوشی انتخاب شدند. به منظور مقایسه تاثیر فشار فشردن بر خواص آلیاژ شرایط تف‌جوشی برای همه نمونه‌ها یکسان در نظر گرفته شد.



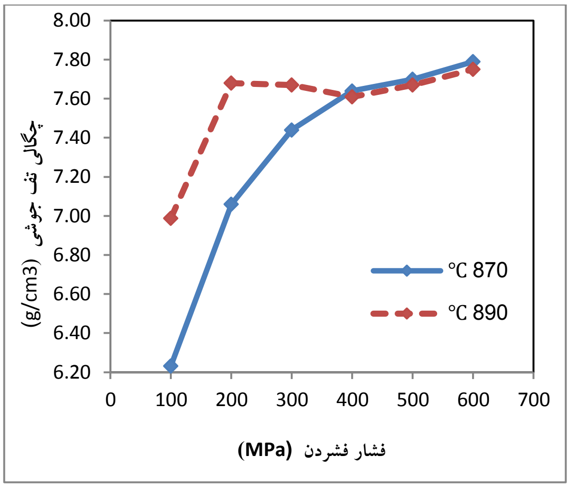
شکل ۳ منحنی آنالیز DSC پودر برنج مصرفی (اتمسفر N_2 و نرخ گرمایش ۱۰ °C/min)

نتایج چگالی خام نمونه‌های آزمایشی فشرده شده تحت فشارهای فشردن مختلف در شکل (٤) نشان داده شده است که مشاهده می شود با افزایش فشار فشردن چگالی خام نمونه‌ها نیز افزایش می‌یابد.

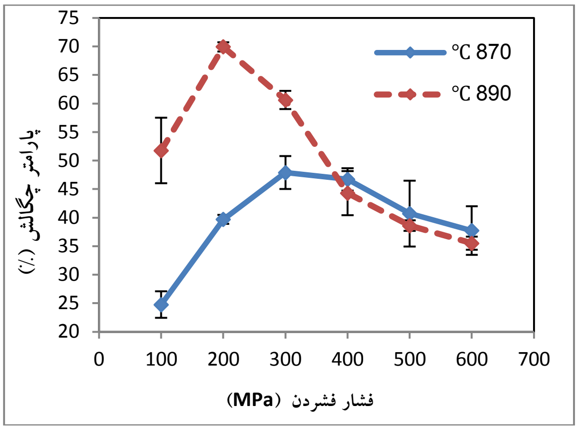


شکل ٤ چگالی خام در فشارهای مختلف

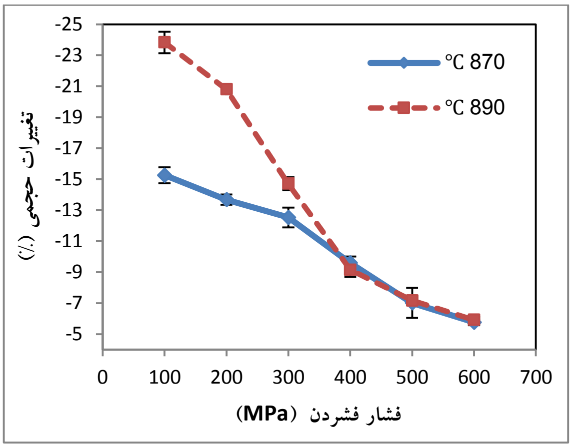
به منظور بررسی اثر فشار فشردن روی خردایش- آرایش مجدد و به تبع آن چگالش، نتایج چگالی تف‌جوشی، پارامتر چگالش، درصد تخلخل و تغییرات حجمی بصورت گرافیکی در اشکال (۵-۸) نشان داده شده‌اند. به وضوح مشخص است که در دمای ۸۷۰ درجه با افزایش فشار فشردن چگالی تف-جوشی نمونه‌ها افزایش یافته است؛ این در حالیست که در دمای ۸۹۰ درجه سانتیگراد چگالی تف‌جوشی در نمونه‌هایی با فشار فشردن پایین‌تر، افزایش یافته و کاهش جزیی در چگالی تف‌جوشی نمونه‌های فشار بالا دیده می‌شود. بطوریکه در فشار ۲۰۰ و ۳۰۰ مگاپاسکال چگالی بالاتری نسبت به ٤۰۰ مگاپاسکال حاصل شده است. همچنین مشاهده می‌شود که در دمای ۸۷۰ درجه سانتیگراد، در فشار ۳۰۰ مگاپاسکال چگالش بالاتری نسبت به سایر فشارها اتفاق می‌افتد و با افزایش دما به ۸۹۰ درجه سانتیگراد چگالش نمونه‌هایی با فشار فشردن پایین‌تر بیش‌تر از فشارهای بالاتر بوده و ماکزیمم چگالش از ۳۰۰ به ۲۰۰ مگاپاسکال منتقل شده است. دلیل افزایش چگالی و پارامتر چگالش در فشارهای پایین‌تر وجود تخلخل بالاتر در نمونه و غلبه نیروی مویینگی است. کاهش چگالی در نمونه‌های فشار بالا نیز بعلت تبخیر عنصر روی و ایجاد حفرات پایدار در اثر حبس شدن روی در داخل نمونه و تورم نمونه می‌باشد [4,15].



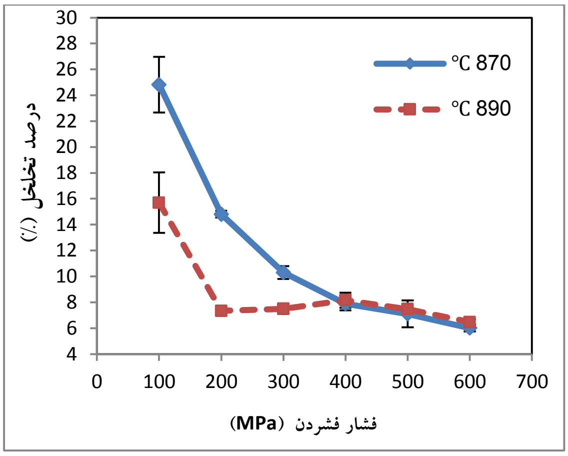
شکل ۵ تغییرات چگالی تف‌جوشی در زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن



شکل ٦ تغییرات پارامتر چگالش در زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن



شکل ۷ تغییرات حجمی در زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن

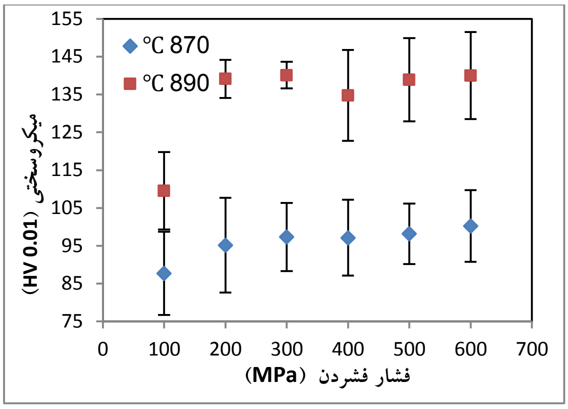


شکل ۸ تغییرات درصد تخلخل در زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن

میزان درصد تخلخل و درصد انقباضات حجمی وابسته

به چگالی تف‌جوشی است؛ بطوری که با افزایش چگالی تف‌جوشی بعلت چگالش نمونه در اثر کشیده شدن فاز مایع به درون حفرات و انجام آرایش مجدد درصد تخلخل کاهش یافته و انقباضات حجمی نیز رخ می‌دهد. مشخص است در دمای ۸۹۰ درجه سانتیگراد درصد تخلخل در نمونه‌های ۱۰۰، ۲۰۰، ۳۰۰ مگاپاسکال متناسب با افزایش چگالی، کاهش می‌یابد. در نمونه‌های ٤٠٠، ٥٠٠، ٦٠٠ مگاپاسکال در نتیجه افزایش اندازه حفرات و رشد دانه‌ها مقداری تورم در نمونه‌ها دیده می‌شود که تورم ایجاد شده موجب کاهش جزیی انقباض در مقایسه با دمای ۸۷۰ درجه سانتیگراد می‌شود. بدیهی است میزان انقباض تف‌جوشی در نمونه‌های فشرده شده تحت فشارهای پایین‌تر بیشتر بوده که این امر بدلیل وجود حفرات و تخلخل‌های اولیه زیاد در نمونه‌های فشار پایین‌تر است که در طول تف‌جوشی از بین رفته‌اند. با توجه به تغییرات حجم می‌توان نتیجه گرفت که همواره در حین تف‌جوشی فاز مایع فراجامد پودرهای پیش‌آلیاژی برنجی تغییرات ابعادی پدیده‌ای غیرقابل اجتناب است و همواره بایستی در طراحی‌ها میزان انقباض حجمی در نظر گرفته شود. این چنین نتیجه می‌شود که با افزایش دما و انجام فرآیند تف‌جوشی در اثر تشکیل فاز مایع کافی برای پر کردن حفرات و نیز اتصال ذرات خواص بهتری در نمونه‌های فشار پایین در دمای ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد حاصل شده است.

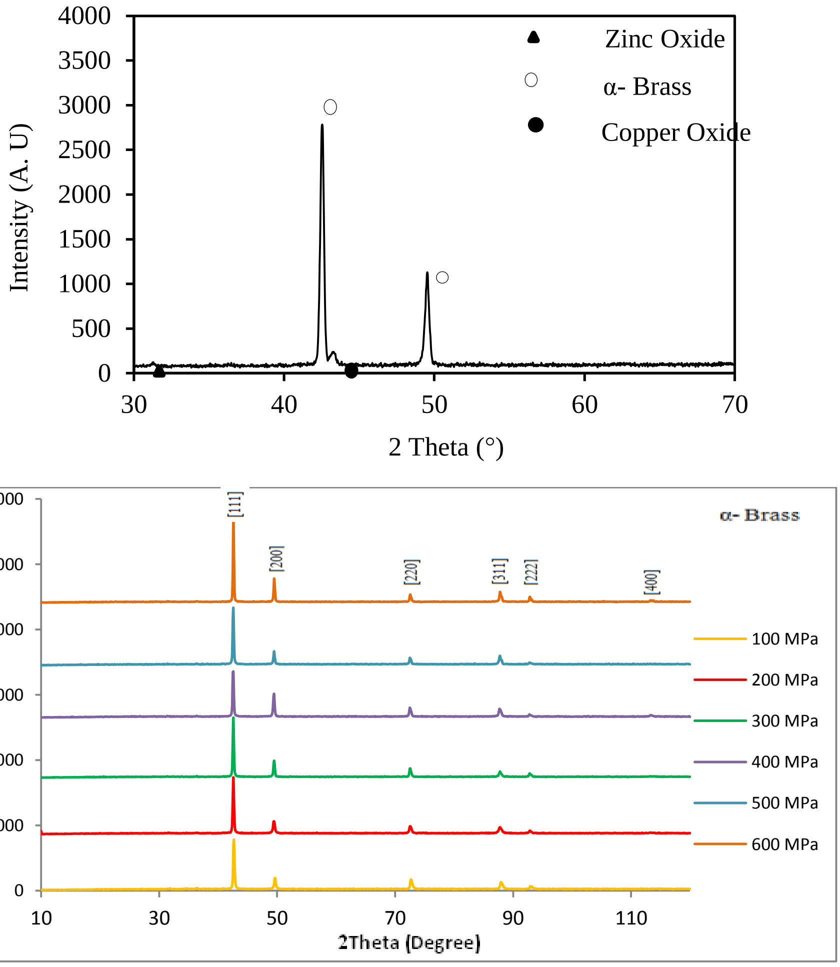
نتایج میکروسختی دانه‌های تشکیل دهنده ذرات پودری نمونه‌های تف‌جوشی شده در فشارهای گوناگون برای دو دمای ۸۷۰ و ۸۹۰ درجه سانتیگراد بصورت گرافیکی در شکل (۹) آورده شده است. با مقایسه مقادیر سختی دو دمای ۸۷۰ و ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده می‌شود که سختی نمونه‌ها در دمای ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد بالاتر از ۸۷۰ درجه سانتی‌گراد است که تبخیر روی بیشتر در دمای ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد و کاهش میزان عنصر روی زمینه می‌تواند باعث افزایش سختی در دمای ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد باشد. بعبارتی با خروج روی از زمینه ترکیب آلیاژ مطابق دیاگرام فازی دوتایی مس – روی به سمت آلیاژهای برنجی با مقادیر کمتر روی پیش می‌رود که این آلیاژها نسبت به آلیاژهای برنجی با درصد روی بیشتر سختی بالاتری دارند. در دمای ۸۹۰ درجه سانتیگراد نیز مشاهده می شود سختی برای فشارهای ۲۰۰ و ۳۰۰ مگاپاسکال بطور جزیی بیشتر بوده که این تفاوت جزیی می‌تواند در تطابق با ایجاد ساختار متراکم در اثر فرآیند تف‌جوشی باشد که حضور حفرات احتمالی در زیر دانه‌ها کاهش می‌یابد.



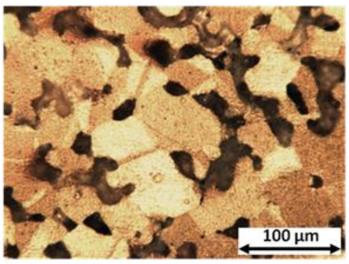
شکل ۹ میکروسختی نمونه‌های تف‌جوشی شده در زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن

نتایج پراش اشعه ایکس آورده شده در شکل (۱۰) نشان می‌دهد که پودر برنج اولیه که از نوع فاز α بوده و دارای اکسیدهای جزیی روی و مس است، پس از روانساززدایی و تف‌جوشی به دلیل احیای اکسیدهای جزیی یاد شده به وسیله استئارات لیتیم بکار برده شده ترکیب قطعات تف‌جوشی شده در ناحیه تک فاز α قرار دارد. همچنین تاثیر فشار فشردن و به تبع آن تغییر شکل پلاستیک بر شدت پیک‌های حاصل و جهت مرجع رشد صفحات می‌باشد.

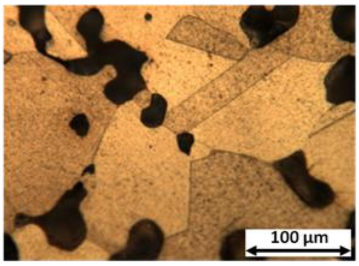
به منظور یافتن مکانیزم و دلایل تغییرات بوجود آمده در خواص نمونه‌ها با افزایش فشار فشردن، بررسی‌های ریزساختاری نیز بر روی نمونه‌ها انجام شد که در اشکال (۱۱) و (۱۲) آورده شده است. در این تصاویر که از قسمت مرکز نمونه تهیه شده‌اند، نواحی سیاه رنگ بیانگر حفرات هستند که در زمینه تکفاز آلفا پراکنده‌اند.



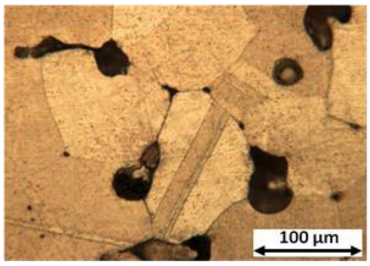
شکل ۱۰ بالا) الگوی پراش اشعه‌ی X پودر برنج مصرفی. پایین) الگوی پراش اشعه‌ی X نمونه‌های تف‌جوشی شده در فشار فشردن مختلف در دمای ۸۷۰ درجه سانتیگراد و زمان ۳۰ دقیقه



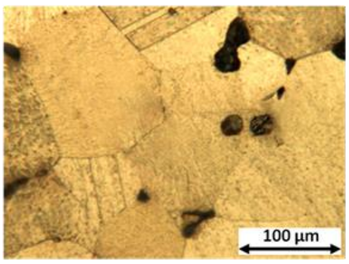
الف– ۱۰۰ MPa



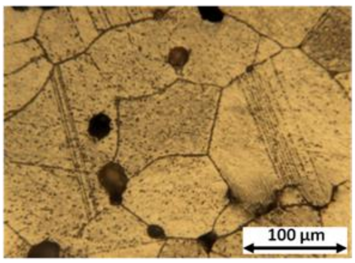
ب– ۲۰۰ MPa



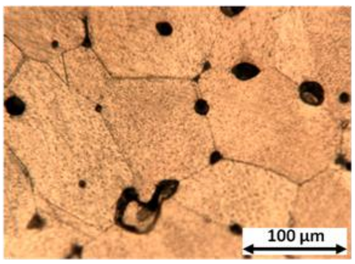
پ– ۳۰۰ MPa



ت– ٤۰۰ MPa

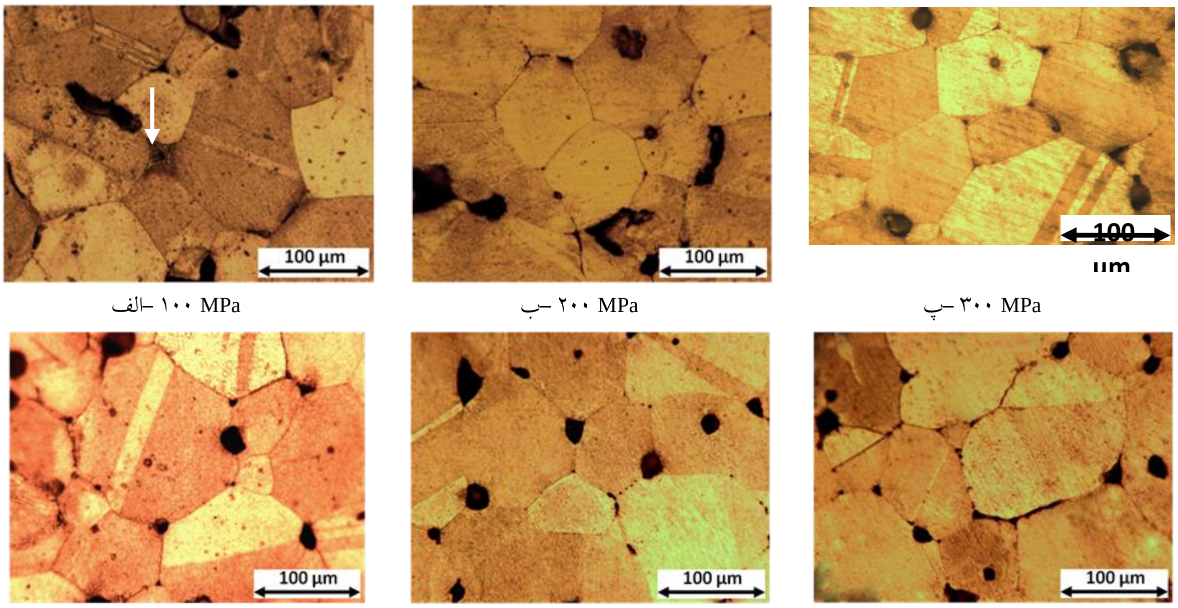


ث– ۵۰۰ MPa



ج– ٦۰۰ MPa

شکل ۱۱ تاثیر فشار فشردن بر خردایش و آرایش مجدد ذرات در دمای ۸۷۰ °C زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن



الف– ۱۰۰ MPa   ب– ۲۰۰ MPa   پ– ۳۰۰ MPa

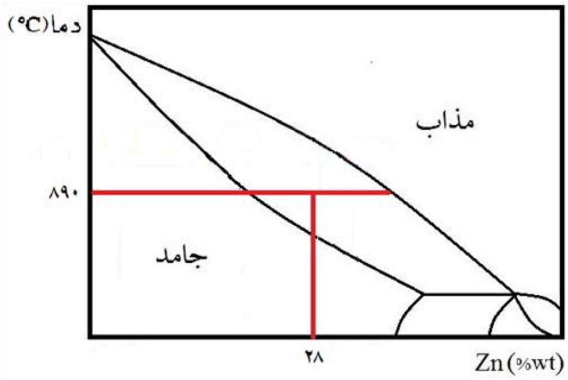
ت– ٤۰۰ MPa   ث– ٥۰۰ MPa   ج– ٦۰۰ MPa

شکل ۱۲ تاثیر فشار فشردن بر خردشدن و آرایش مجدد ذرات در دمای ۸۹۰ °C، زمان ۳۰ دقیقه و اتمسفر نیتروژن

با توجه به ریزساختار نمونه‌ها در شکل (۱۱) در فشار ۱۰۰ و ۲۰۰ مگاپاسکال پیوسته بودن حفرات و تـعداد زیاد حفرات بی‌نظم نشان دهنده عـدم وجود پیوند کافی برای رسیدن به چگالش کامل بوده و تف‌جوشی کامل نشده است. در شکل (۱۲) دیده می‌شود با افزایش دما به ۸۹۰ درجه سانتیگراد خردایش و آرایش مجدد در نمونه‌های ۱۰۰، ۲۰۰ و ۳۰۰ مگاپاسکال رخ داده است که پر شدن حفرات را می‌توان دلیلی بر این امر دانست. بعبارتی دیگر در نمونه‌های ۱۰۰، ۲۰۰ و ۳۰۰ مگاپاسکال تخلخل زیاد، خردایش و آرایش مجدد ذرات را تسریع کرده ولی چون مقدار فاز مایع تشکیل شده در دمای ۸۷۰ درجه سانتیگراد برای پر کردن تمامی حفرات کافی نبوده، چگالش کامل صورت نمی‌گیرد. در نمونه‌هایی با فشار پایین وجود حفرات اولیه زیاد در نمونه خام و درگیری کم‌تر ذرات با هم سبب می‌شود حین تف‌جوشی فاز مایع بهتر و راحت‌تر در بین ذرات پودر پخش شود. افزایش فاز مایع در اثر افزایش دما سبب غلبه نیروی مویینگی بر نیروی جاذبه زمین شده و توزیع تقریباً یکنواخت فاز مایع در سراسر نمونه‌های فشار پایین انجام می‌شود که در اثر توزیع فاز مذاب بین ذرات پودری در اثر نیروی موئینگی، دانه‌ها در کنار یکدیگر آرایش مجدد یافته و چگالش افزایش چشمگیری داشته است. این امر دلیل خوبی برای حصول چگالش بیشینه در فشار فشردن کمتر می‌باشد. در فشارهای ٤۰۰، ٥۰۰ و ٦۰۰ مگاپاسکال بدلیل درگیری و تداخل ذرات موجود، حفرات بسته و ریزتر در نمونه خام، نیروی مویینگی نتوانسته بطور کامل فاز مذاب را در سراسر قطعه توزیع کند و با به تعویق انداختن خردایش و آرایش مجدد به عنوان مانعی در برابر آرایش مجدد ذرات عمل می‌کند.

همچنین با افزایش دما تغییرات محسوسی در اندازه دانه‌ها و حفرات و شکل آنها مشاهده می‌شود. در دمای ۸۹۰ درجه سانتیگراد رشد دانه‌ها از طریق انحلال دانه‌های کوچک و رسوب آن‌ها در دانه‌های بزرگ با ترکیبی از دو پدیده استوالد–راپیینینگ (Ostwald-ripening) و بهم پیوستن دانه‌ها (grain coalescence) اتفاق افتاده است[16]. درشت شدن حفره نیز طبق مکانیزم استوالد–راپینینگ مشابه با رشد دانه قابل توجیه است که در نتیجه از تعداد حفرات کاسته شده و حفرات پراکنده‌تر می‌شوند. از طرفی افزایش میزان فاز مایع سبب بهبود شرایط رشد دانه‌ها یعنی نفوذ اتمی راحت‌تر می‌شود. دانه‌ها نیز شکل منظم شش وجهی خود را از دست می‌دهند و به سمت گرد شدن پیش می‌روند؛ چرا که حضور

فاز مایع در مرز دانه‌ها سبب کاهش انرژی سطحی دانه‌ها و در نتیجه سبب رشد غیرمنظم دانه‌ها می‌شود. همچنین با افزایش دما گرد شدن حفرات در اثر تبخیر روی و تشکیل حفرات ثانویه در مرزدانه‌ها رخ می‌دهد [13].



شکل ۱۳ بخشی از دیاگرام فازی Cu-Zn

شیب منفی منحنی‌های سالیدوس و لیکوئیدوس نشانگر تمایل عنصر آلیاژی به جدایش است با افزایش دمای تف‌جو شی و تشکیل فاز مایع بیشتر در مرزدانه‌ها که طبق دیاگرام فازی (شکل ۱۳) غنی از عنصر روی است، جدایش در مرزدانه‌ها مشاهده می‌شود که در شکل (۱۲) با پیکان سفید رنگ نمایش داده شده است. با جدایش عنصر روی در مرزدانه‌ها میزان تبخیر آن نیز افزایش می‌یابد [13].

نتیجه‌گیری

۱. خردایش و آرایش مجدد ذرات نقش مهمی را در چگالش حین SLPS آلیاژهای برنجی تکفاز آلفا دارد.
۲. افزایش دمای تف‌جو شی نقش بسزایی در تغییر خواص فیزیکی و مکانیکی این آلیاژ دارد چرا که علاوه بر تسریع و تسهیل فرآیند تف‌جوشی، میزان فاز مایع را افزایش داده که نهایتا منجر به تغییر خواص قطعات می‌شود.
۳. جدایش روی که در اثر تشکیل فاز مذاب غنی از روی در مرزدانه‌ها مشاهده می‌گردد؛ تابع دمای تف‌جوشی بوده و با افزایش آن ترغیب می‌شود.
۴. خرد شدن و آرایش مجدد سریع ذرات در فشارهای پایین، باعث افزایش تاثیر نیروی موینگی شده و در نتیجه چگالش بالایی قابل حصول است.
۵. افزایش فشار فشردن اولیه بدلیل باقی ماندن حفرات بسته و محبوس در نمونه و نیز قفل شدن و تداخل زیاد ذرات پودر باهم، در نتیجه توزیع غیر یکنواخت فاز مایع و کاهش چگالش را در بر خواهد داشت.

مراجع

1. German R.M., "Liquid Phase Sintering", Plenum Press, New York, (1985).
2. German R.M., "Supersolidus Liquid-Phase Sintering of Prealloyed Powders", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 28, pp. 1553-1567, (1997).
3. German R.M., "Supersolidus liquid phase sintering. I: Process review", *International journal of powder metallurgy*, Vol. 26, pp. 23-34, (1990).
4. German R. M., "Chapter Nine - Sintering With a Liquid Phase," *Sintering: from Empirical Observations to Scientific Principles*, pp. 247-303, Boston: Butterworth-Heinemann, (2014).
5. Liu J., German R.M., "Densification and shape distortion in liquid-phase sinters", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30 No. 12, pp. 3211-3217, (1999).
6. Mohammadzadeh A., Sabahi A., Azadbeh M., "DENSIFICATION AND MICROSTRUCTURE CHARACTERISTICS OF A PREALLOYED ALPHA BRASS POWDER PROCESSED BY LIQUID PHASE SINTERING". *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, Vol. 11 No. 3, pp.67-74, (2014).

7. Mohammadzadeh A., Azadbeh M., Danninger H.,"Microstructural coarsening during supersolidus liquid phase sintering of alpha brass", *Powder Metallurgy*, Vol. 58, No. 4, pp. 300-311, (2015).
8. Joong S., Kang L., "Sintering, Densification, Grain Growth, and Microstructure", Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, (2005).
9. Azadbeh M., Danninger H., Griel-Mayer C., "Particle rearrangement during liquid phase sintering of Cu–20Zn and Cu–10Sn–10Pb prepared from prealloyed powder", *Powder Metallurgy*, Vol. 56, No. 5, pp. 342-346, (2013).
10. Mohammadzadeh A., Azadbeh M., Sabahi A., "Densification and Volumetric Change During Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Brass Cu28Zn Powder: Modeling and Optimization", *Science of Sintering*, Vol. 46, pp. 23-35, (2014).
11. Sabahi A., Azadbeh M., Mohammadzadeh A., "Microstructure and Densification Behavior of Liquid Phase Sintered Cu-28Zn Prealloyed Powder", *Science of Sintering*, Vol. 45, pp.351-362, (2013).
12. Dovydenkova A., Radomysel'skii I., "Production and Properties of constructional parts of copper and copper alloy powders: A review", *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Vol. 21, pp. 196-203, (1982).
13. Azadbeh M., Danninger H., Gierl C., "Macroscopic illustration of Zn evaporation during liquid phase sintering of Cu–28Zn prepared from prealloyed powder", *Powder Metallurgy*, Vol. 58 No. 2, pp. 91-94, (2014).
14. Metals Handbook, Powder Metallurgy, Vol. 7, 9th Edition, (1984).
15. Mousapour M., Azadbeh M., Danninger H., "Feasibility study of 'elephant foot' phenomenon during liquid phase sintering of systems with volatile components", *Powder Metallurgy*, Vol. 59, pp. 321-328, (2016).
16. Johnson J.L., Brezovsky J.J., German R.M., "Effect of liquid content on distortion and rearrangement densification of liquid-phase-sintered W-Cu", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36A, No. 6, pp. 1557–1565, (2005).